

# Ti-6 Al-4 V 合金の破壊靱性に及ぼす微視組織 および不純物の影響

論 文  
//////////  
//////////  
//////////

堀谷 貴雄\*・鈴木 洋夫\*<sup>2</sup>・岸 輝雄\*<sup>3</sup>

## Effect of Microstructure and Impurity Element on Fracture Toughness of Ti-6 Al-4 V Alloy

Takao HORIYA, Hirowo G. SUZUKI and Teruo KISHI

### Synopsis :

The influence of hot working and heat treatment conditions, impurity elements and test temperature on the fracture toughness of Ti-6Al-4V alloy was systematically examined. The fracture mechanism of this alloy was also discussed on the result of the detail observation of cracking behavior at the notch-tip of COD test specimens unloaded prior to the maximum load.

At 0°C, microstructure has a more influence on the strength-toughness relationship than impurity content. The  $\beta$  treated specimens with acicular microstructure show a better strength-toughness combination than  $\alpha+\beta$  treated specimens with equiaxed microstructure at any strength level.

At -196°C, the impurity content has a great influence on the strength-toughness relationship and specimens with low impurity contents, ELI, have a better strength-toughness combination than those with standard impurity contents, regardless of their strength.

These tendencies in the strength-toughness relationship are proved to be closely related with both the occurrence of microcracks and their length at the notch-tip of the specimens before the final unstable fracture. It is found that a specimen shows higher fracture toughness, when microcracks are developed at the notch-tip through void coalescence below the maximum load and their propagation is hindered or distorted by lath-colony boundaries, grain boundaries or phase boundaries.

**Key words:** titanium base alloy; fracture toughness; Ti-6Al-4V alloy; microstructure; impurities; strength-toughness relationship; microcrack.

## 1. 緒 言

代表的な Ti 合金である Ti-6Al-4V 合金（以下 6-4 合金と称す）の破壊靱性は化学成分、製造条件に加え試験条件にも依存することが知られており、個々の要因に関する研究は数多く報告されている<sup>1)~6)</sup>。例えば、針状組織材は等軸組織材より高い靱性を示す、不純物を減少させると低温の切欠靱性が上昇するなどである。しかし、これらの要因を同時にかつ系統的に変化させて破壊靱性の変化を検討した報告はほとんど見当たらず、また一般に強度と靱性は相反する傾向を示すことが知られており、両者のバランスを考慮した上で冶金因子の関係を明らかにすることが実用上特に重要となる。

本研究では、6-4 合金の圧延・熱処理条件、不純物量及び試験温度を組み合わせることで変化させ、その時の破壊靱性変化を強度と関係づけて検討した。また、応力付加中の予き裂先端部の変化を詳細に観察し、本合金の破壊機構についても考察を加えた。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

供試材の化学成分を Table 1 に示す。6-4 合金の通常材 (Standard 材) と不純物である酸素と Fe 量を半分以下に低減させた ELI (Extra Low Interstitials) 材を使用した。消耗電極式アーク炉 (VAR) で溶製した 500 kg 铸塊を、熱間鍛造 ( $\beta$  域及び  $\alpha+\beta$  域) で 32

昭和 61 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 2 月 16 日受付 (Received Feb. 16, 1988)

\* 新日本製鉄(株)ステンレス・チタン研究センター (Stainless Steel & Titanium Research Lab., Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)

\*2 新日本製鉄(株)ステンレス・チタン研究センター 工博 (Stainless Steel & Titanium Research Lab., Nippon Steel Corp.)

\*3 東京大学先端科学技術研究センター 工博 (Research Center for Advanced Science and Technology, The University of Tokyo)

Table 1. Chemical composition of alloys used.

	(wt%)						
	Al	V	Fe	C	O	N	H
Standard	6.31	4.29	0.17	0.01	0.14	0.01	0.0082
ELI	6.59	4.13	0.07	0.01	0.05	0.01	0.0071

Table 2. Rolling and heat treatment conditions.

Rolling	Heat treatment	
	$\alpha + \beta$ ann.	750°C×1 h, AC
$\alpha + \beta$ (*950°C)	$\beta$ ann.	1050°C×0.5 h, AC
	STA	*955°C×1 h, WQ 550°C×4 h, AC
	Bi-modal	*955°C×1 h, WQ 800°C×1 h, WQ 500°C×24 h, AC
$\beta$ (1150°C)	$\alpha + \beta$ ann.	750°C×1 h, AC
	$\beta$ ann.	1050°C×0.5 h, AC

\* 920°C (ELI)

mm厚の板にし供試材とした。

## 2.2 圧延・熱処理条件

上記の板を更に $\alpha + \beta$ 域(950°C)及び $\beta$ 域(1150°C)で13mm厚まで圧延した後、Table 2に示すような各種の熱処理を施した。 $\alpha + \beta$ 域圧延材は4種、 $\beta$ 域圧延材は2種の処理を実施した。なお、ELI材は通常材より $\beta$ -transusが低かつたので、 $\alpha + \beta$ 圧延、 $\alpha + \beta$ 焼鈍および溶体化処理の各温度を通常材より約30°C低下させた。

## 2.3 試験方法

主な試験方法は引張試験および破壊靱性試験である。引張試験は径が6.25mm、標点間距離が25mmの丸棒試験片を用いた。引張速度は $6.7 \times 10^{-4}$ /sとした。破壊靱性試験は、COD試験を行った。試験はBSI規格のBS5762に準拠した。試験片をFig. 1に示す。試験片は、板の中央部から圧延方向に直角に採取し、切欠きは圧延方向に直角に入れ、室温で疲労予き裂を導入した。試験温度は0°Cと-196°Cの2種類とした。同一条件での繰返し数は1~2である。試験後、光学顕微鏡と走査型電顕(SEM)による組織観察と破面観察を行った。

また、不安定破壊に至るまでの予き裂先端部の変化を検討するため、COD試験片を用い、破断直前の各荷重点(4~5か所)まで荷重を付加した後、直ちに除荷した。この試験片を板厚1/4、1/2および3/4部でそれぞれ切断し、SEMと光学顕微鏡を用いて予き裂先端部を観察し、ポイドやマイクロクラック(微視き裂)の形態を詳細に調べた。この場合、予き裂と荷重付加後に発生した微視き裂の区別が明瞭になるように、予き裂は機械切欠

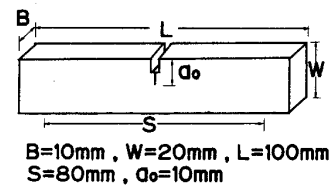


Fig. 1. Configuration of COD test specimen.

き(0.10mm幅スリット)とした。なお、予備実験により、機械切欠きの場合も疲労予き裂の場合と同様な靱性変化を示すことを確認した。

## 3. 実験結果

### 3.1 光顕組織

Photo. 1に $\alpha + \beta$ 圧延材、Photo. 2に $\beta$ 圧延材の光顕組織を示す。 $\alpha + \beta$ 焼鈍材、STA材およびBi-modal材は、いずれも10~20 $\mu$ m径の初析 $\alpha$ 相を含み、その周囲の組織(Transformed $\beta$ 相)が冷却速度に対応して種々変化している。 $\beta$ 焼鈍材および $\beta$ 圧延材のいわゆる $\beta$ 処理材は、 $\beta$ 粒径が約500 $\mu$ mで粒界に $\alpha$ 相が認められる針状組織となつている。 $\beta$ 圧延材の $\alpha + \beta$ 焼鈍材は、 $\beta$ 粒界がジグザグで粒が圧延方向に長く延びている。また、通常材とELI材の比較では、 $\beta$ -transus温度と加熱温度の差の違いにより初析 $\alpha$ 相の大きさ、数が少し異なる点以外は、ほとんど同じ組織変化を示す。

### 3.2 引張特性

Fig. 2に0.2%耐力とプロセス条件の関係を示す。0°Cの通常材では、STA材の耐力が最も高く、次にBi-modal材、 $\alpha + \beta$ 焼鈍材の順で低下する。 $\beta$ 処理材はいずれもほぼ同じ強度を示し、等軸材よりやや強度が低い。 $\beta$ 処理材と $\alpha + \beta$ 焼鈍材の強度差は2~3kgf/mm<sup>2</sup>とわずかである。

また、ELI材の場合も通常材とほぼ同じ変化を示し、いずれのプロセスにおいてもELI材は通常材より約10kgf/mm<sup>2</sup>強度が低い。

-196°Cでは、各試料とも耐力が0°Cより50~60%上昇する。プロセス条件による差は0°Cの場合とほぼ同様である。また、この場合もELI材の強度は通常材のそれより常に15~20kgf/mm<sup>2</sup>低い。

### 3.3 破壊靱性

Fig. 3は各試料の限界COD値(以下COD値)とプロセス条件の関係を示す。全体的にはFig. 2で示した強度変化とほぼ逆の傾向を示す。0°Cの通常材では、 $\beta$ 処理材(針状組織材)の靱性がいずれも高く、等軸材の2倍以上の靱性値を示す。最高強度を示したSTA材は

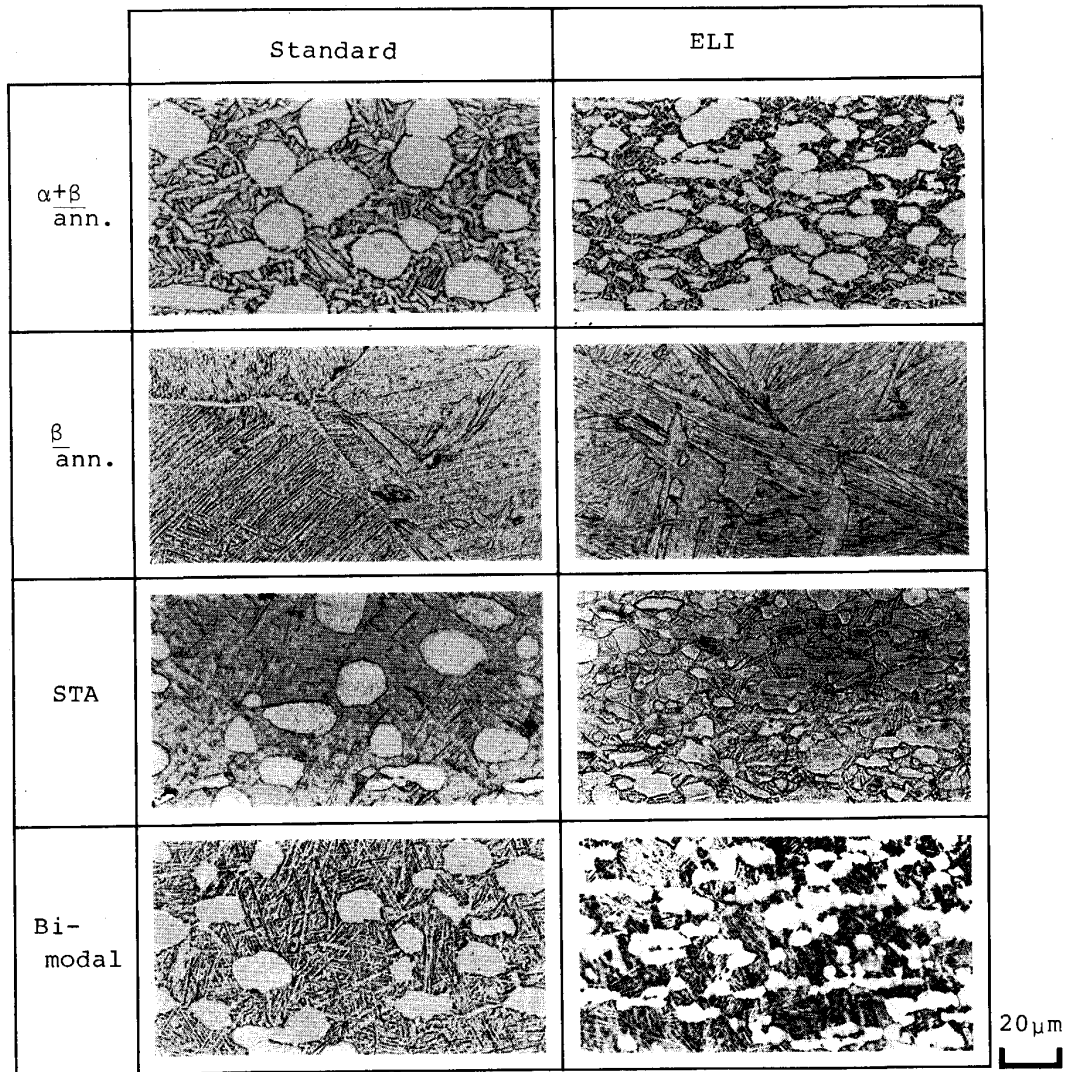


Photo. 1. Optical micrographs of  $\alpha + \beta$  rolled specimens subjected to various heat treatments.

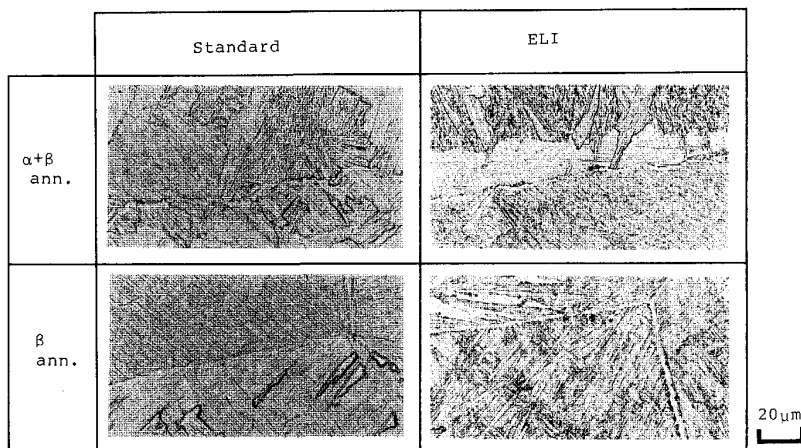


Photo. 2. Optical micrographs of  $\beta$  rolled specimens subjected to annealing treatment.

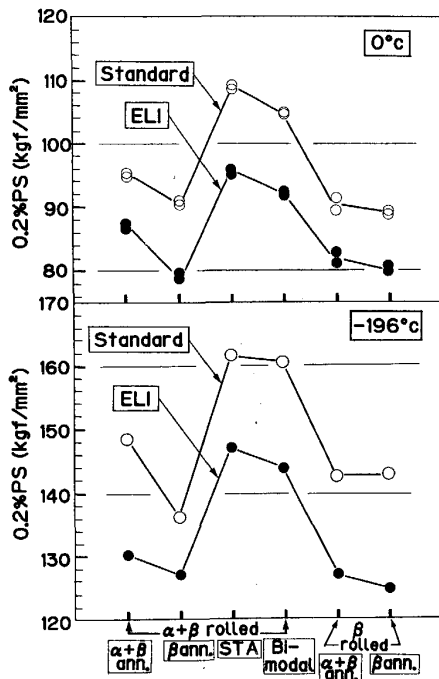


Fig. 2. Relationship between 0.2% proof stress and processing conditions for Standard and ELI grade Ti-6Al-4V.

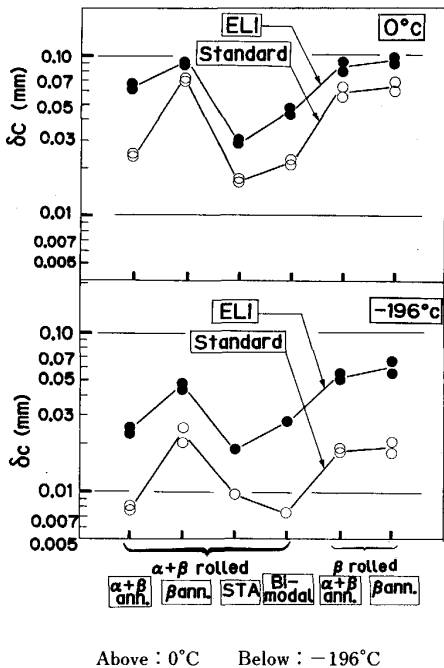


Fig. 3. Effect of processing conditions on COD value.

最も低い靱性を示す。Bi-modal材は $\alpha + \beta$ 焼鈍材より靱性がやや低く、本研究ではいわゆるBi-modal化の効果はそれほど認められない。ELI材の場合は、いずれのプロセス条件でも通常材より高い靱性を示す。この場

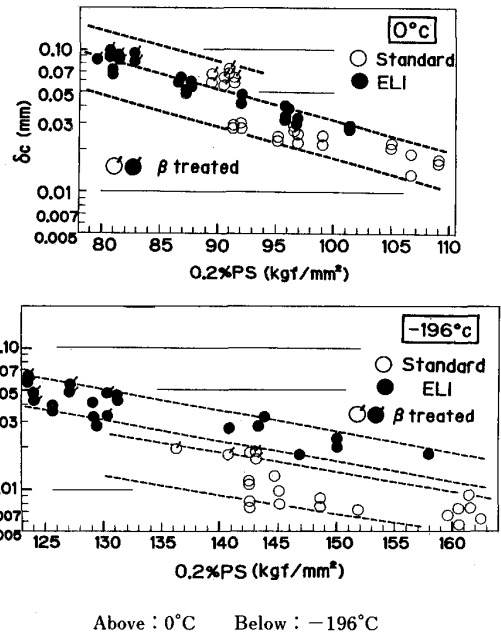


Fig. 4. Relationship between 0.2% PS and fracture toughness (COD value).

合も針状材は等軸材より高い靱性を示すが両者の差は通常材の場合ほど大きくない。

-196°Cでは0°Cの場合とほぼ同様の靱性変化を示す。しかし、各プロセス間の靱性差は縮まる。また、ELI材と通常材の差は広がっており、特に $\beta$ 処理材の場合、通常材の靱性低下が顕著なためELI材との靱性差が拡大している。

Fig. 4は、強度(0.2%耐力)と靱性の関係をまとめて示したものである。図中には、前述のプロセス条件以外の場合の試験結果も併せて示した。

0°Cの場合、各試料は二つのグループに分けられる。 $\beta$ 処理材以外の等軸組織の試料は、通常材、ELI材ともすべて一つのバンドに含まれ、強度上昇に対応して靱性値は直線的に低下する。 $\alpha + \beta$ 焼鈍材やSTA材より強度・靱性特性が優れているといわれているBi-modal材<sup>7)</sup>は、 $\delta_c$ で評価する本実験範囲内では特にその効果が認められない。バンドの中では、通常材よりもELI材の方がやや靱性が優れている。一方、 $\beta$ 処理をした針状組織の場合は、通常材、ELI材ともこのバンドの左上方にずれ別のバンドを形成する。これは0°Cでは針状材が同一強度の等軸材より靱性が優れていることを示している。

一方、-196°Cの場合も二つのバンドに分けられる。この場合は微視組織による差が縮まり、通常材とELI材の差、つまり不純物量の差が明瞭に現れる。すなわち、微視組織にかかわらず通常材とELI材はそれぞれ別の

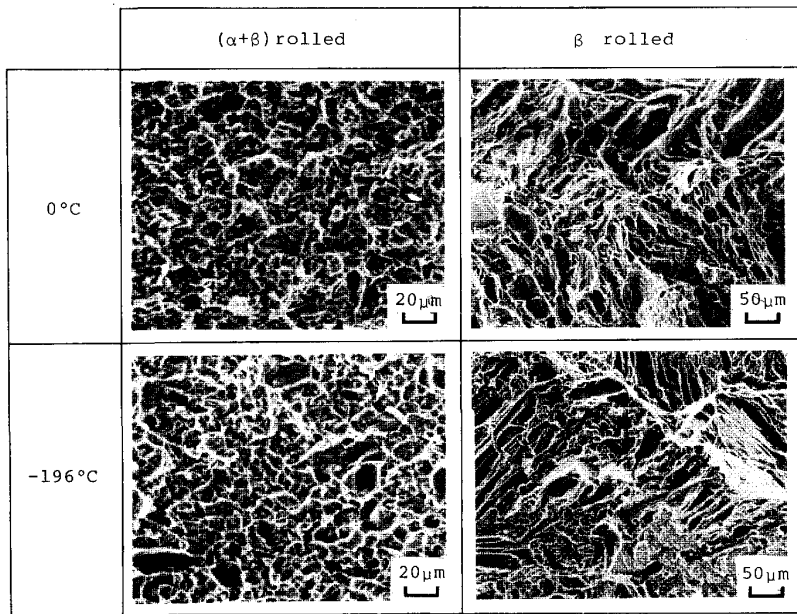


Photo. 3. SEM fractographs at the notch tip of COD test specimens (Standard  $\alpha + \beta$  ann.).

バンドに含まれ、ELI 材のバンドは通常材のバンドの上に位置する。これは  $-196^{\circ}\text{C}$  では、ELI 材が常に通常材より強度・靱性特性が優れていることを示す。

### 3.4 破面観察

Photo. 3 に  $0^{\circ}\text{C}$  で COD 値に差のあった通常材の  $\alpha + \beta$  焼鈍材と  $\beta$  焼鈍材の疲労予き裂先端付近の破面を示す。 $0^{\circ}\text{C}$  では、等軸組織の場合、破断面は平坦であり、予き裂直下から均一なディンプル破面が一様に続いている。Bi-modal 材と STA 材の場合もほとんど同様の破面を示す。一方針状組織の場合、破面形態は等軸材と著しく異なり、ディンプル破面やいわゆる「Flutes 破面」<sup>2)</sup> および擬へき開破面などが混在した複雑な破面を示し、マクロ的には非常に凹凸の大きい破面となつている。また、等軸、針状いずれの場合も予き裂直下の破面とき裂が十分進展した後の破面には顕著な相違は認められない。

$-196^{\circ}\text{C}$  では、両組織材とも「Flutes」的な破面が少し増加すること以外は  $0^{\circ}\text{C}$  の場合とほぼ同様な破面を示し、試験温度の違いによる破面形態の顕著な違いはない。

ELI 材の場合も破面形態は通常材の場合と全く同様の様相を示し、しかも、 $-196^{\circ}\text{C}$  で靱性に大きな差のあった通常材と ELI 材の破面形態の違いは特に認められなかった。

### 3.5 除荷法によるき裂先端部のミクロ観察

Photo. 4 および 5 に  $0^{\circ}\text{C}$  の通常材の等軸および針状組織の場合の観察結果をそれぞれ示す。

まず、靱性の低かつた等軸材は、荷重-クリップゲー

ジ変位曲線（以下、COD 曲線と称す）が直線からずれ始める点 (①) 付近で、 $1\sim 2\ \mu\text{m}$  径の円盤状のポイド（矢印で示す）が切欠先端部周囲に生成しているのが認められる。ポイドは主に  $\alpha$  相の粒界面や初析  $\alpha$  相と Transformed  $\beta$  相の境界面に生成している。 $P_Q$ （COD 曲線と 95% オフセット線との交点の荷重点付近 (②) では、ポイドが成長し、数も増加している。不安定破壊が生じる直前 (③) では切欠先端部はかなり鈍化している。しかし、先行き裂は認められず、この場合ポイドが合体した時点で直ちに不安定破壊に至つたことを示している。

一方、靱性の高い針状組織の場合、COD 曲線が直線からずれ始める荷重付近で、同様にポイドの生成が認められる。ポイド径は  $1\sim 2\ \mu\text{m}$  で、針状組織の場合は主にラス境界やラスコロニー界面<sup>4)</sup>に生成している。ポイドの形態自体には等軸材の場合とほとんど違いはない。しかしこの場合、荷重が  $P_Q$  付近になると、ポイドの合体により  $100\ \mu\text{m}$  程度の微視き裂（先行き裂）が切欠先端より生成しているのが認められる。不安定破壊直前ではこのき裂はさらに進展し、数百  $\mu\text{m}$  の長さにも達している。この微視き裂は、針状組織のラスコロニー境界や粒界  $\alpha$  相などで進路が大きく曲がったり、停止したりしており、非常に凹凸の大きい経路を示す。この結果は、試験片のいずれの板厚においても同様に認められた。

以上の結果より、 $0^{\circ}\text{C}$  の破壊靱性値に差があつた等軸材と針状材では、不安定破壊に至るまでの切欠先端部の変化に大きな差があることが確認できた。

Table 3 に、普通材と ELI 材の  $0^{\circ}\text{C}$  及び  $-196^{\circ}\text{C}$  の

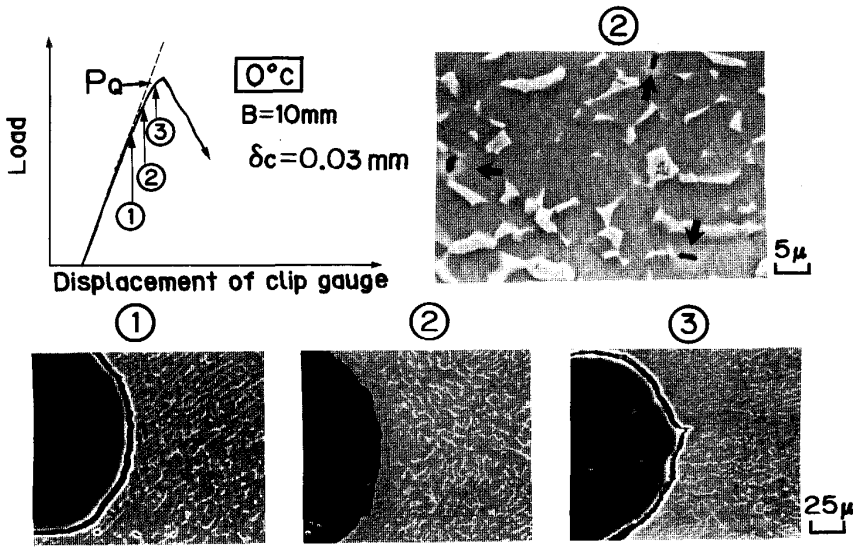


Photo. 4. SEM micrographs at the notch tip of unloaded equiaxed Standard specimens tested at 0°C.

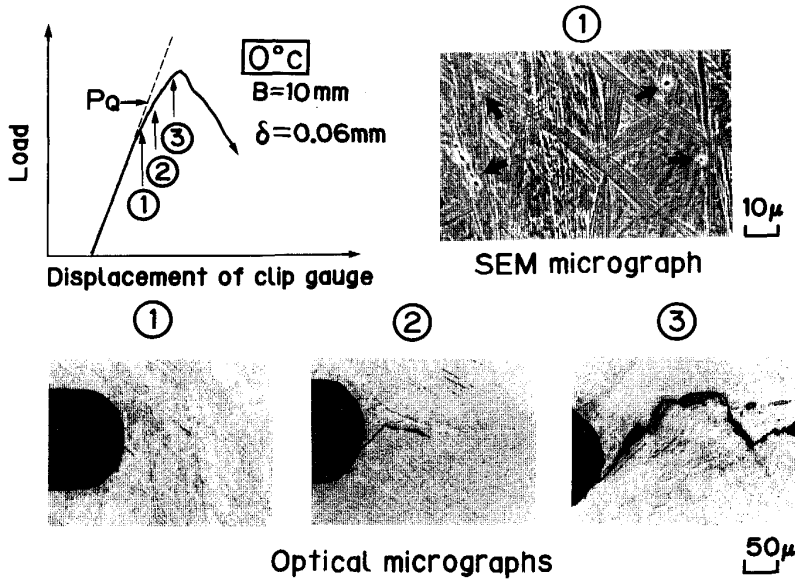


Photo. 5. SEM and optical micrographs at the notch tip of unloaded acicular Standard specimens tested at 0°C

場合の観察結果をまとめて示した。Table 中の「V」は、切欠先端にボイドだけが認められた場合、「C」はボイドの他に微視き裂が認められた場合を示し、その下の数字は切欠先端から微視き裂先端までの直線長さの平均値を示す。除荷位置は、 $P_Q$  付近と  $P_{max}$  直前の場合を示した。

表中で靱性の最も低い通常材の等軸組織の場合は、前述したように、ボイドの生成・成長から直接不安定破壊に至っている。高い靱性を示した通常材の針状組織の場合は、不安定破壊に至る前に微視き裂の生成が認められる。しかし、 $-196^\circ\text{C}$  では、針状材も微視き裂はなくなり、針状材の破壊靱性値が  $-196^\circ\text{C}$  で著しく低下した結果と一致する。

次に ELI 材の場合、 $0^\circ\text{C}$  では針状材に微視き裂が生

成しており、最高荷重点付近でのき裂長さは、通常材の場合より長くなっている。また等軸材では通常材の場合と異なり、不安定破壊開始前に先行微視き裂が認められ、通常材よりやや靱性が高かった傾向と一致する。 $-196^\circ\text{C}$  では、等軸材、針状材とも最高荷重点付近で  $0^\circ\text{C}$  の場合よりも短い微視き裂が依然認められ、 $-196^\circ\text{C}$  での靱性値が通常材より優れていた結果とよい一致を示す。

以上から、先行微視き裂による靱性向上が確認でき、各試料の強度と破壊靱性のバランスの変化と、切欠先端に発生する微視き裂の有無およびその長さとは、いずれの場合も非常によく対応があることが分かった。

Table 3. Results of SEM examination at the notch tip of unloaded specimens.

		0°C		-196°C	
		<P <sub>Q</sub>	≈P <sub>MAX</sub>	<P <sub>Q</sub>	≈P <sub>MAX</sub>
Standard	α+β ann.	Ⓧ	Ⓧ	Ⓧ	Ⓧ
	β ann.	Ⓧ ≈30	Ⓧ ≈500	Ⓧ	Ⓧ
ELI	α+β ann.	Ⓧ	Ⓧ ≈250	Ⓧ	Ⓧ ≈50
	β ann.	Ⓧ ≈150	Ⓧ >1000	Ⓧ ≈100	Ⓧ ≈500

Ⓧ = Microvoids present

Ⓧ = Microvoids and microcracks present

Numerical numbers show the average length of microcracks (μm)

## 4. 考 察

### 4.1 破壊靱性値と切欠先端部の微視き裂の関係

Table 3 に示したように、本合金の破壊靱性には、切欠先端に生成する微視き裂が重要な影響を及ぼしている。6-4 合金の破壊靱性と予き裂先端の微視き裂の関係について岸ら<sup>3)4)</sup>は、微視き裂の存在が破壊靱性を向上させ、その寸法が大きいほど靱性を向上させることを示している。また、A. GYSLERら<sup>6)</sup>は、本合金を用い除荷法で予き裂先端の変化を詳細に観察し、最大荷重点前に予き裂先端にポイド (Secondary crack) と微視き裂が存在することを確認している。そして、き裂先端付近のポイドの間隔が大きく、かつき裂の進展がジグザグである場合高い靱性値が得られると論じている。

本研究でも、Photo. 4, 5 および Table 3 の結果から、破壊靱性の比較的高い試料には切欠先端に微視き裂が認められ、針状組織の場合にはき裂の進展もジグザグであった。これは前述の報告と一致する。ここではさらに微視き裂の存在の有無と、微視組織、不純物量および試験温度の関係について詳しく検討する。

本合金の破壊機構を考える場合、注目すべき実験結果は次の2点である。1点は、荷重を付加した場合、最高荷重点以下または  $K_Q$  点以下で切欠先端から微視き裂が生成し、最高数百 μm もの長さに進展することである。この微視き裂は、0°C の針状組織の場合多く観察され、ELI 材の場合には等軸組織材でも認められる。これに対し、-196°C の通常材の針状組織の場合では、微視き裂は全く認められない。

これらの結果は本合金の場合、切欠先端の微視き裂は針状組織の方が等軸組織より生成しやすいが、微視組織の形態によらず生成する可能性があり、き裂の発生および進展量は強度、不純物量および試験温度などにより著しく影響を受けることを示している。

もう1点は、微視き裂の破面形態が不安定破壊後の破面と同じ形態を示すことである。これは、本合金の場合、不安定破壊前に生成するポイド合体型の延性き裂の破壊様式と、不安定破壊後の破壊様式が同一であることを示している。そして、等軸材の破面形態がディンプル破壊であり、針状材もかなりのディンプル破壊を含むことから、本合金の微視的破壊様式は、基本的にポイド合体型の延性破壊であると考えられる。

### 4.2 き裂進展機構と靱性の関係

本合金の破壊を延性破壊と考えた場合、破壊機構と各冶金因子の関係を明確にするため、D. MUNZ ら<sup>9)</sup>も示唆しているように、破壊靱性をき裂の発生特性 ( $J_{IC}$  または  $\delta_i$ ) およびき裂の伝播抵抗特性 (Rカーブ) に分けて考える必要がある。本研究では実験データが少なく、 $J_{IC}$  ( $\delta_i$ ) および Rカーブの定量的な考察はできない。しかし、実験で得られた靱性変化を、微視き裂の発生および進展特性 (Rカーブの勾配) という二つの特性値の変化に基づき考察する。

Fig. 4 の結果は、0°C の常温付近では通常材、ELI 材とも等軸、針状の微視組織の違いが靱性に重大な影響を及ぼすこと、-196°C では微視組織の差は縮まり、不純物量の差が大きく影響することを示している。0°C での等軸および針状組織材の切欠先端部の変化を比較すると、両者ともまず切欠先端部にポイドの生成が認められる。ポイドが生成する微視組織の位置は両者で異なっている。しかし、ポイドの形状と密度には大きな違いが認められない。また、針状材で微視き裂が生成し始める付近の COD 値 ( $\delta_i$ ) と等軸材のき裂が生成する点、すなわち不安定破壊開始点の COD 値 ( $\delta_c$ ) はほぼ同じである。より正確には両者の  $J_{IC}$  (または  $\delta_i$ ) 値を求めて比較する必要がある。しかし、以上の実験結果から等軸材、針状材とも切欠先端に微視き裂が生成する直前までの挙動には、大きな差がないと推定される。従つて、針状材の場合に微視き裂が生成し等軸材では認められなかったことから、両者の COD 値の差は主にき裂の伝播特性、すなわち、Rカーブの勾配の差、特に立ち上がりの領域 (き裂長さが数百 μm 以下の進展初期) での差によるものと思われる。針状材の場合には、ラスコロニーや粒界 α 相が微視き裂の進展を阻止したり進路を曲げたりし、き裂進展の有効な障害物となるため Rカーブの勾配が大となりき裂が安定に進展する。一方、等軸材においては α 相粒界や α 相と Transformed β 相界面が微視き裂の進展の有効な障害物とならないため、Rカーブの勾配が小さく、切欠先端にき裂が生成した直後にき裂が脆性破壊的に伝播し、低い破壊靱性値を示すと思われる。

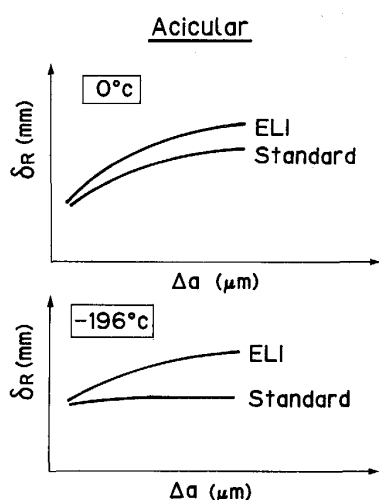


Fig. 5. Schematic R-curves ( $\delta_R$  vs.  $\Delta a$ ) at  $0^\circ\text{C}$  and  $-196^\circ\text{C}$  for Standard and ELI specimens.

新家ら<sup>6)</sup>も、CT 試験片 ( $B=10\text{ mm}$ ) を用い電位差法で  $J_R$ - $\Delta a$  カーブを求め、き裂進展初期 ( $\Delta a \leq 1000\ \mu\text{m}$ ) のき裂進展抵抗が等軸材より針状材の方が高いことを明らかにしている。

$-196^\circ\text{C}$  の場合、靱性値に大きな差が認められた通常材と ELI 材では、ポイドの生成する位置および形状などに大きな差は認められない。しかし、等軸材針状材とも ELI 材では切欠先端に微視き裂が存在し、通常材では認められなかった。従つてこの場合も、両者の靱性値に差が生じたのは、微視き裂の進展抵抗に差があったものと思われる。つまり、通常材の場合、 $-196^\circ\text{C}$  では針状材のき裂進展抵抗が等軸材と同様に小さくなり、切欠先端に微視き裂が生成した直後に不安定破壊したものと思われる。ELI 材は  $-196^\circ\text{C}$  でも Rカーブの立ち上がり部の勾配が依然大きいため、不安定破壊前に微視き裂が安定的に成長し靱性値が高かつたものと考えられる。以上の推定される Rカーブの変化を模式的に Fig. 5 に示す。  $\delta_R$  はある有限のき裂長さ ( $\Delta a$ ) に対応する COD 値により定義されるもので<sup>10)</sup>、Rカーブの傾きが靱性値を支配することになり、ELI 材の高い靱性が期待される。

このように本合金の破壊靱性の変化には、切欠先端に生成する微視き裂の初期の進展挙動が大きな影響を及ぼしていると思われる。今後はこれらのき裂の発生特性 ( $J_i$ ,  $\delta_i$ ) および伝播特性 (Rカーブ) のより正確なデータに基づき破壊挙動を考えていく必要があると思われる。

最後に微視き裂と靱性の関係について考察する。微視き裂による靱性向上の具体的な機構は、一つには近年

J. W. HUTCHINSON<sup>11)</sup> が解析しているように、き裂面上より離れた位置に存在する微少き裂による応力集中の緩和、そしてもう一つは破壊経路の凸凹による破壊エネルギーの上昇に起因するものと思われる。これらの定量的な取扱いは今後の課題といえよう。

## 5. 結 論

6-4 合金の微視組織、不純物量、試験温度と破壊靱性の関係を求め以下の結論を得た。

1)  $0^\circ\text{C}$  の常温付近の限界 COD 値 ( $\delta_c$ ) は、強度とほぼ直線関係にあり、強度が上昇するほど  $\delta_c$  は低下する。そして、強度・靱性特性は、主として微視組織の影響を大きく受け、同一強度では針状組織材が等軸組織材より常に高い  $\delta_c$  を示す。

2)  $-196^\circ\text{C}$  の極低温では、微視組織による差は少なくなり、不純物量の差が大きな影響を及ぼし、強度にかかわらず ELI 材の方が通常材よりも常に高い  $\delta_c$  を示す。

3) 本合金の破壊靱性には、荷重付加中に切欠先端に生成する微視き裂の存在が重大な影響を及ぼす。特に、予き裂先端に微視き裂が生成し、このき裂が相境界やラスコロニー境界などで進展を阻止されたり進路が曲げられたりし、最終的な不安定破壊に容易に至らない場合、高い靱性を示す。

以上、微視組織や不純物量に依存するき裂先端部の破壊形態の違いが破壊靱性に大きな影響を及ぼすことが明らかになった。今後の課題は伝播特性を含めた定量的な靱性評価を研究することであろう。

## 文 献

- 1) J. C. CHESNUTT, C. G. RHODES and J. C. WILLIAMS: ASTM STP 600 (1976), p. 99 [ASTM]
- 2) K. NAGAI, K. HIRAGA, T. OGATA and K. ISHIKAWA: Trans. Jpn. Inst. Met., **26** (1985), p. 405
- 3) 岸 輝雄: 日本金属学会誌, **46** (1982), p. 1120
- 4) 岸 輝雄, 大山英人, 金 教漢: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 123
- 5) R. L. TOBLER: ASTM STP 651 (1978), p. 267 [ASTM]
- 6) 新家光雄, 小林俊郎, 佐々木伸行: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 633
- 7) C. MULLER, A. GYSLER and G. LUETJERING: Proc. Conference on Strength of Metals and Alloys, Montreal, Canada (1985), p. 1175
- 8) A. GYSLER and G. LUETJERING: Titanium '84, Sci. and Technol., **3** (1984), p. 2001
- 9) K. H. GALDA, D. MUNZ and K. H. SCHWALBE: Proc. 3rd Int. Conf. on Titanium, Moscow, **1** (1982), p. 649
- 10) 延性破壊力学 (町田 進編) (1984), p. 93 [日刊工業新聞社]
- 11) J. K. HUTCHINSON: Acta Metall., **35** (1987), p. 1605